

REC'D 06 APR 2001	
WIPO	PCT

PCT/JP01/01005

日本国特許庁

14.02.01

PATENT OFFICE
JAPANESE GOVERNMENT

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.

出願年月日

Date of Application:

2000年 2月23日

JP01/1005

出願番号

Application Number:

特願2000-046335

E K U

出願人

Applicant(s):

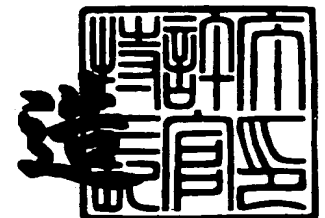
川崎製鉄株式会社

**PRIORITY
DOCUMENT**
SUBMITTED OR TRANSMITTED IN
COMPLIANCE WITH RULE 17.1(a) OR (b)

2001年 3月23日

特許庁長官
Commissioner,
Patent Office

及川耕造



出証番号 出証特2001-3021356

【書類名】 特許願
【整理番号】 00J00242
【提出日】 平成12年 2月23日
【あて先】 特許庁長官 近藤 隆彦 殿
【国際特許分類】 C21D 9/46

C21D 8/02

C22C 38/00

C22C 38/06

【発明者】

【住所又は居所】 千葉県千葉市中央区川崎町 1 番地 川崎製鉄株式会社
技術研究所内

【氏名】 登坂 章男

【発明者】

【住所又は居所】 千葉県千葉市中央区川崎町 1 番地 川崎製鉄株式会社
技術研究所内

【氏名】 金子 真次郎

【発明者】

【住所又は居所】 千葉県千葉市中央区川崎町 1 番地 川崎製鉄株式会社
千葉製鉄所内

【氏名】 富永 陽一

【発明者】

【住所又は居所】 千葉県千葉市中央区川崎町 1 番地 川崎製鉄株式会社
千葉製鉄所内

【氏名】 片山 教幸

【発明者】

【住所又は居所】 千葉県千葉市中央区川崎町 1 番地 川崎製鉄株式会社
技術研究所内

【氏名】 古君 修

【特許出願人】

【識別番号】 000001258

【氏名又は名称】 川崎製鉄株式会社

【代理人】

【識別番号】 100099531

【弁理士】

【氏名又は名称】 小林 英一

【手数料の表示】

【予納台帳番号】 018175

【納付金額】 21,000円

【提出物件の目録】

【物件名】 明細書 1

【物件名】 図面 1

【物件名】 要約書 1

【ブルーフの要否】 要

【書類名】 明細書

【発明の名称】 歪時効硬化特性に優れた高張力熱延鋼板およびその製造方法

【特許請求の範囲】

【請求項 1】 質量%で、

C : 0.15%以下、 Si : 2.0 %以下、

Mn : 3.0 %以下、 P : 0.08%以下、

S : 0.02%以下、 Al : 0.02%以下、

N : 0.0050～0.0250%

を含み、N（質量%）／Al（質量%）が0.3 以上、固溶状態のNが0.0010%以上になり、残部がFeおよび不可避的不純物からなる組成と、平均結晶粒径 $10\mu\text{m}$ 以下のフェライト相を面積率で50%以上含む組織とを有することを特徴とする歪時効硬化特性に優れた引張強さ440MPa以上の高張力熱延鋼板。

【請求項 2】 前記組成が、質量%で下記 a 群～d 群の 1 群または 2 群以上を含むことを特徴とする請求項 1 記載の鋼板。

記

a 群 : Cu、Ni、Cr、Mo の 1 種または 2 種以上を合計で 1.0 %以下

b 群 : Nb、Ti、V の 1 種または 2 種以上を合計で 0.1 %以下

c 群 : B を 0.0030%以下

d 群 : Ca、REM の 1 種または 2 種を合計で 0.0010～0.010 %

【請求項 3】 前記高張力熱延鋼板が板厚 4.0 mm以下のものである請求項 1 または 2 に記載の鋼板。

【請求項 4】 請求項 1～3 のいずれかに記載される鋼板に電気めっきまたは溶融めっきを施してなる高張力熱延めっき鋼板。

【請求項 5】 質量%で、

C : 0.15%以下、 Si : 2.0 %以下、

Mn : 3.0 %以下、 P : 0.08%以下、

S : 0.02%以下、 Al : 0.02%以下、

N : 0.0050～0.0250%、

あるいはさらに下記 a 群～d 群の 1 群または 2 群以上を含み、N（質量%）／

Al (質量%) が0.3 以上になる組成を有する鋼スラブを1000℃以上に加熱した後、粗圧延してシートバーとなし、該シートバーを仕上圧延出側温度を800℃以上として仕上圧延を行った後、0.5 秒以内に冷却速度20℃/s以上で冷却し、650℃以下の温度で巻取ることとを特徴とする歪時効硬化性に優れた引張強さ440MPa以上の高張力熱延鋼板の製造方法。

記

a 群 : Cu、Ni、Cr、Moの1種または2種以上を合計で1.0 %以下

b 群 : Nb、Ti、Vの1種または2種以上を合計で0.1 %以下

c 群 : Bを0.0030%以下

d 群 : Ca、REM の1種または2種を合計で0.0010~0.010 %

【請求項6】 巻取後、スキンプス圧延、レベラ加工のいずれか一方または両方により伸び率1.5 ~10%の加工を行うことを特徴とする請求項5記載の方法。

【請求項7】 前記粗圧延と前記仕上圧延の間で、相前後するシートバー同士を接合することを特徴とする請求項5または6に記載の方法。

【請求項8】 前記粗圧延と前記仕上圧延の間で、シートバー幅端部を加熱するシートバーエッジヒータ、シートバー長さ端部を加熱するシートバーヒータのいずれか一方または両方を使用することを特徴とする請求項5~7のいずれかに記載の方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

本発明は、歪時効硬化特性に優れた高張力熱延鋼板、就中TS (引張強さ) 440 MPa 以上の高張力熱延鋼板、およびその製造方法に関する。この高張力熱延鋼板は、主として自動車用の高加工性熱延薄鋼板に属しうる。さらに、冷延鋼板の代替となる薄物熱延鋼板にも属しうる。この薄物熱延鋼板は、従来は熱延での製造が困難ということで、冷延鋼板が適用されていた板厚4.0 mm程度以下の薄物製品である。この薄物製品は、軽度の曲げ加工やロールフォーミングによりパイプに成形されるような比較的軽加工に供されるものから比較的厳しい絞り成形に供

されるものまでその用途が広範囲に及ぶものである。

【0002】

また、本発明は、熱延鋼板のみならず、これを母板とした電気めっき鋼板、溶融めっき鋼板にも関する。

本発明において、「歪時効硬化特性に優れた」とは、引張歪5%の予変形後、170℃の温度に20分保持する条件で時効処理したとき、この時効処理前後の変形応力増加量（BHと記す；BH＝時効処理後の降伏応力－時効処理前の予変形応力）が80MPa以上であり、かつ歪時効処理（前記予変形＋前記時効処理）前後の引張強さ増加量（ ΔTS と記す； ΔTS ＝時効処理後の引張強さ－予変形前の引張強さ）が40MPa以上であることを意味する。

【0003】

【従来の技術】

自動車の車体用素材には、多くの薄鋼板が適用されているが、優れた成形性が要求される用途にはこれまで冷延鋼板が使われていた。しかし、鋼組成（化学成分）の調整および熱間圧延条件の最適化により、高成形性（高加工性）熱延鋼板が製造できるようになり、該熱延鋼板の自動車車体用素材への用途が拡大しつつある。

【0004】

昨今の地球環境問題からの排出ガス規制に関連し、車体重量の軽減は極めて重要な課題である。車体重量軽減のためには鋼板を高張力化して鋼板板厚を低減することが有効である。しかし、高張力鋼化・薄肉化の対象となる自動車部品を考えると、これらの部品ではその役割に応じて課されるパフォーマンスが必要十分に発揮されねばならない。かかるパフォーマンスとしては、例えば曲げ、ねじり変形に対する静的強度、疲労強度、耐衝撃特性などがある。したがって、適用される高張力鋼板は、成形加工後に、かかる特性にも優れる必要がある。

【0005】

一方、部品を作る過程においては、鋼板に対してプレス成形が行われるが、鋼板の強度が高すぎると、

・形状凍結性が劣化する、

- ・延性が劣化するため成形時に割れやネッキングなどの不具合を生ずる、
- ・耐デント性（局所的な圧縮荷重負荷により生ずる凹みに対する耐性）が劣化する、

といった問題が生じ、これらの問題が自動車車体への高張力鋼板の適用拡大を阻んでいた。

【 0 0 0 6 】

これを打開するための手法として、例えば外板パネル用の冷延鋼板では、例えば極低炭素鋼を素材とし、最終的に固溶状態で残存するC量を適正範囲に制御する鋼板製造技術が知られている。この技術は、プレス成形後に行われる170℃×20分程度の塗装焼付工程で起こる歪時効硬化現象を利用することで、成形時は軟質に保って形状凍結性、延性を確保し、成形後は歪時効硬化によるYS（降伏応力）上昇をえて耐デント性を確保しようとするものである。しかし、この技術では、表面欠陥となるストレッチャーストレインの発生を防止する観点から、そのYS上昇量は低く抑えられ、実際の鋼板の薄肉化に寄与するところは小さいという難点があった。

【 0 0 0 7 】

一方、外観があまり問題にならない用途に対しては、固溶Nを用いて焼付け硬化量をさらに増加させた鋼板（特公平7-30408号公報）や、組織をフェライトとマルテンサイトからなる複合組織とすることで焼付け硬化性をよりいっそう向上させた鋼板（特公平8-23048号公報）が提案されている。

しかし、これらの鋼板では、塗装焼付け後にYS（降伏応力）がある程度上昇し高い焼付け硬化量が得られるものの、TS（引張強さ）までは上昇させることはできず、成形後の耐疲労特性、耐衝撃特性の大きな向上が期待できない。このため、耐疲労特性、耐衝撃特性等が要求される用途への適用ができないという問題が残されていた。また、降伏応力YSの増加量が大きくばらつくなど機械的性質の変動も大きいため、現在要望されている自動車部品の軽量化に寄与できるほどの鋼板の薄肉化が期待できないという問題もあった。

【 0 0 0 8 】

さらに、とくに薄肉化を達成するために板厚2.0 mm以下の薄鋼板を製造する場

合には、鋼板の形状が大きく乱れるため、プレス成形が著しく困難になるという問題もあった。

【0009】

【発明が解決しようとする課題】

本発明は、上記した従来技術の限界を打破し、高い成形性と安定した品質特性を有するうえ、自動車部品に成形したのちに十分な自動車部品強度が得られ、自動車車体の軽量化に十分に寄与できる、歪時効硬化特性に優れた高張力熱延鋼板およびこれら鋼板を工業的に安価に、かつ形状を乱さずに製造できる製造方法を提供することを目的とする。

【0010】

【課題を解決するための手段】

本発明者らは、上記課題を解決するために成分および製造法を種々変えて鋼板を製造し、多くの材質評価実験を行った。その結果、高加工性が要求される分野では従来あまり積極的に利用されることがなかったNを強化元素として、かかる強化元素の作用により発現する大きな歪時効硬化現象を有利に活用することにより、成形性の向上と成形後の高強度化とを容易に両立させることを知見した。

【0011】

さらに、本発明者らは、Nによる歪時効硬化現象を有利に活用するためには、Nによる歪時効硬化現象を自動車の塗装焼付け条件、あるいはさらに積極的に成形後の熱処理条件と有利に結合させる必要があり、このために、熱延条件を適正化して鋼板の微視組織と固溶N量とをある範囲に制御することが有効であることを見いだした。また、Nによる歪時効硬化現象を安定して発現させるためには、組成の面で、特にAl含有量をN含有量に応じて制御することが重要であることも見いだした。

【0012】

すなわち、Nを強化元素として用い、キーとなる元素であるAlの含有量を適正な範囲に制御し、さらに熱延条件を適正化して微視組織と固溶Nを最適化することにより、従来の固溶強化型のC-Mn鋼板、析出強化鋼板（従来鋼板）に比べて格段に優れた成形性とこれら従来鋼板にない歪時効硬化特性とを有する鋼板（本

発明鋼板) が得られる。

【 0 0 1 3 】

また、従来は引張試験結果を基に焼付け硬化性を評価していた。しかし、本発明者らの検討によれば、従来鋼板では引張試験により所望の焼付け硬化性を有すると評価されたものであっても実プレス条件に沿って塑性変形させたときの強度に大きなばらつきが存在し、信頼性を要求される部品に適用するには必ずしも十分とはいえない。これに対し、本発明鋼板では、引張試験による焼付硬化性の評価値が従来鋼板よりも高位にあるのみならず、実プレス条件に沿って塑性変形させたときの強度のばらつきが小さく、安定した部品強度特性が得られることがわかった。

【 0 0 1 4 】

また、自動車車体用の熱延薄鋼板には、当然ながら、厳しい形状・寸法精度が要求される。本発明鋼板をこの要求に合わせる手段を検討し、その結果、本発明鋼板を製造する熱間圧延工程において、一部で実用化されている連続圧延技術を適用することにより、形状・寸法精度が大幅に向上し、さらに、被圧延材を部分的に加熱あるいは冷却して幅方向、長手方向の温度分布を均すことにより、材質ばらつきを大幅に低減できることがわかった。

【 0 0 1 5 】

本発明は、これらの知見に基づいてなされたものであり、その要旨とするところは以下の通りである。

- (1) 質量%で、C : 0.15%以下、Si : 2.0 %以下、
Mn : 3.0 %以下、P : 0.08%以下、
S : 0.02%以下、Al : 0.02%以下、
N : 0.0050~0.0250%

を含み、N (質量%) / Al (質量%) が0.3 以上、固溶状態のNが0.0010%以上になり、残部がFeおよび不可避免の不純物からなる組成と、平均結晶粒径 $10\mu\text{m}$ 以下のフェライト相を面積率で50%以上含む組織とを有することを特徴とする歪時効硬化特性に優れた引張強さ440MPa以上の高張力熱延鋼板。

【 0 0 1 6 】

(2) 前記組成が、質量%で下記 a 群～d 群の 1 群または 2 群以上を含むことを特徴とする (1) の鋼板。

記

a 群 : Cu、Ni、Cr、Mo の 1 種または 2 種以上を合計で 1.0 % 以下

b 群 : Nb、Ti、V の 1 種または 2 種以上を合計で 0.1 % 以下

c 群 : B を 0.0030% 以下

d 群 : Ca、REM の 1 種または 2 種を合計で 0.0010～0.010 %

(3) 前記高張力熱延鋼板が板厚 4.0 mm 以下のものである請求項 1 または 2 に記載の鋼板。

【 0 0 1 7 】

(4) (1) ～ (3) のいずれかに記載される鋼板に電気めっきまたは溶融めっきを施してなる高張力熱延めっき鋼板。

(5) 質量%で、C : 0.15% 以下、 Si : 2.0 % 以下、

Mn : 3.0 % 以下、 P : 0.08% 以下、

S : 0.02% 以下、 Al : 0.02% 以下、

N : 0.0050～0.0250%、

あるいはさらに下記 a 群～d 群の 1 群または 2 群以上を含み、N (質量%) / Al (質量%) が 0.3 以上になる組成を有する鋼スラブを 1000℃ 以上に加熱した後、粗圧延してシートバーとなし、該シートバーを仕上圧延出側温度を 800 ℃ 以上として仕上圧延を行った後、0.5 秒以内に冷却速度 20℃ / s 以上で冷却し、650 ℃ 以下の温度で巻取ることを特徴とする歪時効硬化性に優れた引張強さ 440MPa 以上の高張力熱延鋼板の製造方法。

【 0 0 1 8 】

記

a 群 : Cu、Ni、Cr、Mo の 1 種または 2 種以上を合計で 1.0 % 以下

b 群 : Nb、Ti、V の 1 種または 2 種以上を合計で 0.1 % 以下

c 群 : B を 0.0030% 以下

d 群 : Ca、REM の 1 種または 2 種を合計で 0.0010～0.010 %

(6) 巻取後、スキンプス圧延、レベラ加工のいずれか一方または両方によ

り伸び率1.5 ～10%の加工を行うことを特徴とする（５）記載の方法。

【 0 0 1 9 】

（７） 粗圧延と仕上圧延の間で、相前後するシートバー同士を接合することを特徴とする（５）または（６）に記載の方法。

（８） 粗圧延と仕上圧延の間で、シートバー幅端部を加熱するシートバーエッジヒータ、シートバー長さ端部を加熱するシートバーヒータのいずれか一方または両方を使用することを特徴とする（５）～（７）のいずれかに記載の方法。

【 0 0 2 0 】

【発明の実施の形態】

まず、本発明における鋼の組成（化学組成）について説明する。なお、以下各成分元素の含有量（％）は全て質量％を意味する。

C : 0.15%以下

Cは、鋼板の強度を増加する元素であり、所望の強度を確保する観点から、0.005 %以上含有するのが好ましい。また、結晶粒の粗大化を抑制するためにも0.005 %以上含有するのが好ましい。一方、Cが0.15%を超えると、鋼中の炭化物の分率が過大となって鋼板の延性が顕著に悪化するため、成形性の観点から好ましくないばかりか、より重大なことには、スポット溶接性、アーク溶接性などが顕著に低下し、さらには比較的幅が広く板厚が薄い鋼板の熱間圧延において、特にオーステナイト低温域以下で変形抵抗が顕著に増加し、圧延荷重が急上昇する現象が確認された。この変形抵抗増加現象は、とくに薄物の熱延鋼板に関わる本発明鋼板の製造を困難にする。よって、Cは0.15%以下とする。なお、成形性向上の観点からは0.08%以下が好ましく、特に良好な延性が重要となる用途に対しては0.05%以下がさらに好ましい。

【 0 0 2 1 】

Si : 2.0 %以下

Siは、鋼の延性を顕著に低下させることなく鋼板を高強度化させる有用な元素であるが、その反面、 Ar_3 変態点を大きく上昇させるため仕上圧延時に多量のフェライト相を生じさせてしまい易くなる。あるいはまた、表面性状、表面の美麗性を損なうなど好ましくない働きもする。前記高強度化効果を顕著に得るにはSi

: 0.1 %以上が好ましい。また、Siが2.0 %以下であれば、併合添加するMnの量を調整することで変態点の顕著な上昇を抑制することができ、また、良好な表面性状も確保できる。よって、Siは2.0 %以下とする。なお、T S 500MPa超級で高延性を確保したい場合は、強度と延性のバランスの観点から、0.3 %以上が好ましい。

【 0 0 2 2 】

Mn : 3.0 %以下

Mnは、 Ar_3 変態点を下げる働きがあり、前記のようなSiの変態点上げ作用に対抗させうるほか、Sによる熱間割れを防止する有効な元素であり、熱間割れ防止の観点からはS量に応じて添加するのが好ましい。また、Mnは結晶粒を微細化する効果があるため、積極的に添加して材質改善に利用することが望ましい。Sを安定して固定する観点からはMnは0.2 %程度以上の添加が望ましく、さらにT S 500MPa級の強度要求に対しては1.2 %以上、就中1.5 %以上が好ましい。Mn量はこのレベルまで高めると、熱延条件の変動に対する鋼板の機械的性質および歪時効硬化特性のばらつきが低減するので、品質安定化に効果的である。

【 0 0 2 3 】

しかし、Mnが3.0 %を超過すると、詳細な機構は不明であるが、鋼板の熱間変形抵抗が増加する傾向があり、また、溶接性や溶接部成形性にも悪化の傾向が現れ、そればかりか、フェライトの生成が顕著に抑制されるため延性が劣化するため、Mnは3.0 %以下に限ることとした。なお、より良好な耐食性と成形性が要求される用途では、2.5 %以下が望ましい。

【 0 0 2 4 】

また、とくに板厚が薄い製品では、品質・形状が変態点の変動によって敏感に変わるため、Mnの変態点下げ作用とSiの変態点上げ作用をより厳密にバランスさせることが肝腎であり、この観点から、自動車車体用の板厚4.0mm 程度以下の範囲では、Mn/Si (Mn量とSi量の比) を3以上とするのが好ましい。

P : 0.08%以下

Pは、鋼の固溶強化元素として有用であるが、過度に含有すると鋼を脆化させ、さらに鋼板の伸びフランジ加工性を悪化させ、また、鋼中で偏析する傾向が強

いたためそれに起因した溶接部の脆化をもたらすことから、0.08%以下とした。なお、伸びフランジ加工性や溶接部靱性が特に重要視される場合は0.04%以下が好ましい。

【 0 0 2 5 】

S : 0.02%以下

Sは、介在物として存在し、鋼板の延性を劣化させ、さらに耐食性の劣化をもたらす元素なので、0.02%以下に制限する。特に良好な加工性が要求される用途においては、0.015 %が望ましい。就中、S量に特に敏感な伸びフランジ性の要求レベルが高い場合は、0.008 %以下が好ましい。また、詳細な機構は不明であるが、Sを0.008 %以下まで低減すると、熱延鋼板の歪時効硬化特性の高位安定化傾向が強まるため、この点からも0.008 %以下が好ましい。

【 0 0 2 6 】

Al : 0.02%以下

Alは、鋼の脱酸元素として添加され、鋼の清浄度を向上させるのに有効な元素であり、鋼の組織微細化のためにも添加が望ましい元素である。しかし、本発明では過剰のAl添加は表面性状の悪化につながり、また固溶Nを確保し難くなる。さらに、必要最低限のTS440MPaを確保するのが困難となる。また、固溶Nを確保できたとしても、Alが0.02%を超えると製造条件の変動による歪時効硬化特性のバラツキが大きくなる。そのためAlは0.02%以下に制限される。なお、材質安定性の観点からは、0.001 ~0.016 %がより好ましい。

【 0 0 2 7 】

N : 0.0050~0.0250%

Nは、本発明において最も重要な成分元素である。すなわち、Nを適量添加して製造条件を制御することにより、母板（熱延ままの状態）で固溶状態のNを必要かつ十分な量だけ確保することができ、それによって固溶強化と歪時効硬化での強度（YS，TS）上昇効果が十分に発揮され、TS440MPa以上、BH80MPa以上、 Δ TS40MPa 以上という本発明鋼板の機械的性質要件を安定して満足することができる。また、Nには鋼の Ar_3 変態点を下げる働きもあり、薄物で Ar_3 変態点を大きく割り込んだ圧延が忌避される状況下での操業安定化にも有用である

【 0 0 2 8 】

Nが0.0050%未満では、上記の強度上昇効果が安定して現れにくい。一方、Nが0.0250%を超えると、鋼板の内部欠陥発生率が高くなるとともに、連続鋳造時のスラブ割れなどが多発するようになる。よって、Nは0.0050～0.0250%とした。就中、製造工程全体を考慮した材質の安定性・歩留り向上の観点からは、0.0070～0.0170%がより好ましい。なお、本発明範囲内のN量であれば、溶接性への悪影響は全くない。また、Nを添加しても、本発明の範囲であれば、鋼板製造時の熱間変形抵抗の増加はほとんどなく、薄物の高強度熱延鋼板を製造する上で、Nによる強化を利用することが極めて有利であることを知見した。

【 0 0 2 9 】

固溶状態のN：0.0010%以上

母板で十分な強度が確保され、さらにNによる歪時効硬化が十分に発揮される、すなわち、BHを80MPa以上かつΔTSを40MPa以上とするには、鋼中に固溶状態のN（固溶Nと略記される）が0.0010%以上の量（濃度）で存在する必要がある。ここで、固溶N量は、鋼中の全N量から析出N量を差し引いて求める。析出Nの抽出法、すなわち、地鉄を溶解する方法としては、酸分解法、ハロゲン法および電解法があるが、本発明者らがこれらの抽出法について比較検討した結果、電解法は炭化物、窒化物等の極めて不安定な析出物を分解することなく、安定して地鉄のみを溶解できる。このため、本発明では電解法により析出Nを抽出するものとする。また、電解液としてアセチル・アセトン系を用い、定電位にて電解する。以上の電解法により抽出した残渣を化学分析して、残渣中のN量を求め、これを析出N量とする。

【 0 0 3 0 】

なお、より高位のBH、ΔTSを達成するには、固溶Nは0.0020%以上、さらに高位の場合は、0.0030%以上が好ましい。

N／Al（N量とAl量の比）：0.3以上

前述のように、製造条件の変動によらず安定して固溶Nを0.0010%以上残すには、Nを強力に固定する元素であるAlの量を制限する必要があり、Alを0.02%以

下とする必要がある。本発明の組成範囲内でN量とAl量の組合せを広範囲に変えた鋼について熱延後の固溶Nが0.0010%以上になる条件を探索した結果、かかる条件には、 N/Al を0.3以上として、仕上圧延後の冷却条件および巻取温度条件を後述する範囲とする必要があることがわかった。したがって、Al量は $N/0.3$ 以下に制限される。

【0031】

a群：Cu、Ni、Cr、Moの1種または2種以上を合計で1.0%以下

a群の元素Cu、Ni、Cr、Moは、いずれも鋼板の強度上昇に寄与するので適宜単独または複合添加することができる。しかし、量が多すぎると熱間変形抵抗の増加、化成処理性や広義の表面処理特性の悪化、溶接部の硬化に由来する溶接部成形性の劣化などをもたらすので、a群は総量で1.0%以下が好ましい。

【0032】

b群：Nb、Ti、Vの1種または2種以上を合計で0.1%以下

b群の元素Nb、Ti、Vは、いずれも結晶粒径の微細化・均一化に寄与するので適宜単独または複合添加することができる。しかし、量が多すぎると熱間変形抵抗の増加、化成処理性や塗装性など広義の表面処理特性の悪化、溶接部の硬化に由来する溶接部成形性の劣化などをもたらすのでb群は総量で0.1%以下が好ましい。

【0033】

c群：Bを0.0030%以下

c群の元素Bは、鋼の焼入れ性を向上させる効果があるので、フェライト以外の組織相を低温変態相にして鋼の強度を増加させる目的で適宜添加することができる。しかし、量が多すぎるとBNとして析出して固溶Nの確保が困難となるなどの問題をもたらすので、添加する場合はBは0.0030%以下とする必要がある。

【0034】

d群：Ca、REMの1種または2種を合計で0.0010～0.010%

d群の元素Ca、REMはそれぞれ介在物形態制御に役立つものであり、特に伸びフランジ成形性の要求がある場合、単独または複合添加するのが好ましい。その場合、総量0.0010%未満では制御効果に乏しい。一方、総量が0.010%を超える

と表面欠陥の発生が目立つようになる。よって、d 群は総量で0.0010~0.010 %の範囲で添加することが好ましい。

【 0 0 3 5 】

次に、鋼板の組織および機械的性質について説明する。

フェライト相の面積率：50%以上

フェライト相の面積率が50%未満の組織では、高度な加工性が要求される自動車用鋼板として必要な延性を確保することが困難となるので、フェライト相の面積率は50%以上でなければならない。さらに良好な延性が要求される場合は、前記面積率は75%以上が好ましい。ここで、フェライトとしては通常の意味のフェライト（ポリゴナルフェライト）のみならず、炭化物を含まないベイニティックフェライト、アシキュラーフェライトをも含むものとする。なお、フェライト相以外の相は、とくに限定されないが、強度を高める観点からは、ベイナイト、マルテンサイト、残留オーステナイトの各単独相あるいはこれらの混合相が好ましい。

【 0 0 3 6 】

フェライト相の平均結晶粒径：10 μ m以下

本発明では結晶粒径として、断面組織写真からASTMに規定の求積法により算出した値と、同じく切断法により求めた公称粒径（例えば梅本ら：熱処理24（1984）334 参照）のうち、いずれか大きい方を採用する。

本発明では、母板で固溶Nを確保するが、本発明者らの実験・検討結果によれば、固溶N量を一定に保ってもフェライト相の平均結晶粒径が10 μ mを超えると歪時効硬化特性に大きなばらつきが生じる。この理由は、詳細な機構は不明であるが、結晶粒界への合金元素の偏析と析出、さらにはこれらに及ぼす加工、熱処理の影響に関係するものと推定されるが、理由はどうあれ、歪時効硬化特性の安定化を図るには、フェライト相の平均結晶粒径は10 μ m以下とする必要がある。なお、BHおよび Δ TSのさらなる高位安定化の観点からは、前記平均結晶粒径は8 μ m以下が好ましい。

【 0 0 3 7 】

引張強さ（TS）：440MPa以上

T S が 440MPa を下回る鋼板では、構造部材的な要素をもつ部材に広く適用することができないため、T S は 440MPa 以上とした。さらに適用範囲を拡げるには T S 500MPa 以上が望ましい。

歪時効硬化特性について

本発明において、「歪時効硬化特性に優れた」とは、前述のように、引張歪 5 % の予変形（予歪付与）後、170 ℃ の温度に 20 分保持する条件で時効処理を行うという歪時効処理を行ったとき、前記時効処理前後の変形応力増加量（B H と記す；B H = 時効処理後の降伏応力 - 時効処理前の予変形応力）が 80MPa 以上であり、かつ前記歪時効処理（前記予変形 + 前記時効処理）前後の引張強さ増加量（ $\Delta T S$ と記す； $\Delta T S$ = 時効処理後の引張強さ - 予変形前の引張強さ）が 40MPa 以上であることを意味する。

〔引張歪 5 % の予変形〕

歪時効硬化特性を規定する場合、予歪（予変形）量が重要な因子となる。本発明者らは、自動車用鋼板に適用される変形様式を想定して、歪時効硬化特性に及ぼす予歪量の影響について調査し、その結果、①前記変形様式における変形応力は、極めて深い絞り加工の場合を除き、概ね 1 軸相当歪（引張歪）量で整理できること、②実部品ではこの 1 軸相当歪量が概ね 5 % を上回っていること、③部品強度（実部品の強度）が、予歪 5 % の歪時効処理後に得られる強度と良く対応することを突き止めた。この知見をもとに、本発明では、歪時効処理の予変形を引張歪 5 % に定めた。

〔時効処理条件：（加熱温度）170 ℃ × （保持時間）20 分〕

従来の塗装焼付け処理条件は、170 ℃ × 20 分が標準として採用されている。このため、170 ℃ × 20 分を時効処理条件に定めた。なお、多量の固溶 N を含む本発明鋼板に 5 % 以上の歪が加わる場合は、より緩やかな（低温側の）処理でも硬化が達成され、言い換えれば時効条件をより幅広くとることも可能である。また、一般に、硬化量を稼ぐには、軟化させない限りにおいて、より高温により長時間保持することが有利である。

【 0 0 3 8 】

具体的に述べると、本発明鋼板では、予変形後に硬化が顕著となる加熱温度の

下限は概ね100℃である。一方、加熱温度が300℃を超えると硬化が頭打ちとなり、逆にやや軟化する傾向が現れるほか、熱歪やテンパーカラーの発生が目立つようになる。また、保持時間については、加熱温度200℃程度のとき概ね30秒程度以上とすれば略十分な硬化が達成される。さらに大きな安定した硬化を得るには保持時間60秒以上が好ましい。しかし、20分を超える保持では、さらなる硬化を望みえないばかりか、生産効率も著しく低下して実用面では不利である。

【 0 0 3 9 】

以上のことから、本発明鋼を使用する際には、加工の後に、時効処理条件の加熱温度を100～300℃、保持時間を30秒～20分とすることが好ましい。本発明では、従来の塗装焼付け型鋼板では十分な硬化が達成されない低温加熱・短時間保持の時効処理条件下でも、大きな硬化が得られるという利点をも有する。なお、加熱の仕方はとくに制限されず、通常の塗装焼付けに採用されている炉による雰囲気加熱のほか、たとえば誘導加熱や、無酸化炎、レーザ、プラズマなどによる加熱などのいずれも好ましく用いる。

〔BH：80MPa 以上、 ΔTS ：40MPa 以上〕

自動車用の部品強度は外部からの複雑な応力負荷に抗しうることが必要であり、それゆえ素材鋼板では小さな歪域での強度特性だけでなく大きな歪域での強度特性も重要となる。本発明者らはこの点に鑑み、自動車部品の素材となすべき本発明鋼板のBHを80MPa以上に制限するとともに、 ΔTS を40MPa以上に制限した。より好ましくは、BHでは100MPa以上、 ΔTS では50MPa以上である。なお、以上の制限範囲は5%予歪付与後170℃×20分の時効処理という条件におけるBH、 ΔTS を規定するものであるが、BHと ΔTS は、時効処理の加熱温度をより高温側に、および／または、保持時間をより長時間側に、設定することによっても大きくすることが可能である。

【 0 0 4 0 】

また、本発明鋼板には、成形加工後に、加熱による加速時効（人工的な時効）を行わずとも、室温で放置しておくだけで、最低限でも完全時効時の40%程度に相当する強度増加が期待でき、しかも、一方において、成形加工されない状態では、室温で長時間放置されても時効劣化（YSが増加しかつE1（伸び）が減少

する現象)は起こらないという、従来にない利点が備わっている。

【 0 0 4 1 】

ところで、本発明の効果は製品板厚が比較的厚い場合でも発揮されうるが、製品板厚が4.0mm を超える場合は、鋼板製造段階の塑性加工（圧延加工）の面で変形抵抗に対する規制がそれほど厳しくないことに加え、自動車用鋼板の用途では対象となる部品が限定されるため、本発明の優位性が目立たなくなる。したがって、本発明鋼板は、板厚4.0 mm以下のものが好ましい。

【 0 0 4 2 】

また、本発明では、(1)～(3)の鋼板に電気めっきまたは溶融めっきを施したものの、めっき前と同程度のTS、BH、 ΔTS を有する。めっきの種類としては、電気亜鉛めっき、溶融亜鉛めっき、合金化溶融亜鉛めっき、電気錫めっき、電気クロムめっき、電気ニッケルめっき等、いずれも好ましく適用しうる。

次に、本発明鋼板の製造方法について説明する。

【 0 0 4 3 】

本発明鋼板は、基本的に、本発明範囲内の組成になる鋼スラブを加熱後粗圧延してシートバーとなし、該シートバーを仕上圧延後、冷却して巻き取る熱延工程により製造される。スラブは、成分のマクロな偏析を防止すべく連続鑄造法で製造することが望ましいが、造塊法、薄スラブ連鑄法で製造してもよい。また、スラブを製造後いったん室温まで冷却して再度加熱する通常プロセスのほか、冷却せず温片のまま加熱炉に挿入する、あるいは僅かの保熱を行った後に直ちに圧延する直送圧延・直接圧延などの省エネルギープロセスも問題なく適用できる。とくに、固溶状態のNを有効に確保するには、直送圧延は有用な技術の一つである。

【 0 0 4 4 】

熱延条件は以下のように規定される。

スラブ加熱温度：1000℃以上

初期の固溶N量を確保して製品固溶N量の目標（0.0010%以上）を満たすには、スラブ加熱温度（SRTと記す）を1000℃以上とする。なお、酸化重量の増加に伴うロスを増大を避ける観点からはSRTは1280℃以下が好ましい。

【 0 0 4 5 】

加熱後のスラブをシートバーにする粗圧延は常法により行えばよい。

粗圧延後は、シートバーに仕上圧延を施す。なお、本発明では、粗圧延と仕上圧延の間で、相前後するシートバー同士を接合し、連続的に仕上圧延することが好ましい。接合手段としては、溶融圧接法、レーザ溶接法、電子ビーム溶接法などを適宜に用いる。

【 0 0 4 6 】

これにより、仕上圧延およびその後の冷却において形状の乱れを生じやすい非定常部（被処理材の先端部および後端部）の存在割合が減少し、安定圧延長さ（同一条件で圧延できる連続長さ）および安定冷却長さ（張力をかけたまま冷却できる連続長さ）が延長して、製品の形状・寸法精度および歩留りが向上する。

また、従来のシートバー毎の単発圧延では通板性や嚙込み性の問題により実施が難しかった薄物・広幅に対する潤滑圧延が容易に実施できるようになり、圧延荷重およびロール面圧が低減してロール寿命が延長する。

【 0 0 4 7 】

また、本発明では、粗圧延と仕上圧延の間で、シートバー幅端部を加熱するシートバーエッジヒータ、シートバー長さ端部を加熱するシートバーヒータのいずれか一方または両方を使用して、シートバーの幅方向および長手方向の温度分布を均一化することが好ましい。これにより、鋼板内の材質ばらつきをさらに小さくすることができる。シートバーエッジヒータ、シートバーヒータは誘導加熱方式のものが好ましい。

【 0 0 4 8 】

使用手順は、まずシートバーエッジヒータにより幅方向の温度差を補償することが望ましい。このときの加熱量は、鋼組成などにもよるが、仕上圧延出側での幅方向温度範囲が概ね20℃以下となるように設定するのが好ましい。次いでシートバーヒータにより長手方向の温度差を補償する。このときの加熱量は、長さ端部温度が中央部温度よりも20℃程度高くなるように設定するのが好ましい。

【 0 0 4 9 】

仕上圧延出側温度：800℃以上

仕上圧延では、鋼板の組織を均一かつ微細に整えるために、仕上圧延出側温度（FDTと記す）を800℃以上とする。FDTが800℃を下回ると仕上圧延温度が低くなりすぎて組織が不均一となり、一部に加工組織が残留したりして、プレス成形時に種々の不具合を発生する危険性が高まる。かかる加工組織の残留は、高温巻取により回避できるが、高温巻取を行うと粗大粒が発生して強度が低下し、また固溶N量も大きく低下するため、目標TS440MPaを得ることが困難となる。なお、機械的性質をさらに改善させるには、FDTは820℃以上が望ましい。

【0050】

また、とくに仕上圧延において、熱間加工時に荷重を低減するために潤滑圧延を行うことは、形状・材質の均一化のために有効である。その場合、摩擦係数は0.25～0.10の範囲が好ましく、さらに、前述の連続圧延との併合実施が、熱間圧延の操業安定性の観点からも望ましい。

圧延後の冷却：圧延後0.5秒以内に開始する冷却速度20℃/s以上の水冷

圧延終了後は、直ちに（概ね0.5秒以内に）冷却を開始し、該冷却は平均冷却速度を20℃/s以上の急冷とする必要がある。この要件が満足されないと、粒成長が進みすぎて結晶粒径の微細化が達成されず、また、圧延で導入された歪エネルギーによるAINの析出が進みすぎて固溶N量が欠乏する。なお、材質・形状の均一性を確保する観点からは、平均冷却速度は300℃/s以下が好ましい。

【0051】

巻取温度：650℃以下

巻取温度（CTと記す）の低下につれて鋼板強度は増加し、CT650℃以下で目標TS440MPa以上に達するため、CTは650℃以下とする。なお、CTが200℃を下回ると鋼板形状が乱れやすくなり、実使用上の不具合を生じる危険性が高まるので、CTは200℃以上が望ましい。また、材質均一性の面からはCT300℃以上、さらに好ましくは450℃超、が望ましい。

【0052】

さらに、本発明では、巻取後、スキンプス圧延、レベラ加工のいずれか一方または両方により伸び率1.5～10%の加工（熱延後加工）を行うことが好ましい。ここに、スキンプス圧延での伸び率は圧下率と同値である。

スキンプス圧延やレベラ加工は、通常は粗度調整や形状矯正のために行われるが、本発明では、そのみならず、B H、 Δ T S をさらに増大かつ安定化させる効果がある。この効果は伸び率略1.5 %以上で顕現するが、一方、伸び率10%超では延性が劣化する。よって、熱延後加工は伸び率1.5 ~10%の範囲で行うのが望ましい。なお、スキンプス圧延とレベラ加工とでは加工様式が相異なる（前者は圧延、後者は反復曲げ伸ばし）が、両者の伸び率は、本発明鋼板の歪時効硬化特性に対する影響の度合いが略同等である。また、本発明では、熱延後加工の前あるいは後に酸洗を行ってもかまわない。

【 0 0 5 3 】

【実施例】

（実施例 1）

表 1 に示す組成になる鋼を転炉で溶製し、連続鋳造によりスラブとなし、該スラブを表 2 に示す条件で熱間圧延して熱延鋼板を得た。なお、仕上圧延ではシートバーを接合せず個別にタンデム圧延した。得られた熱延鋼板について、固溶 N、微視組織、引張特性、歪時効硬化特性、および、歪時効処理による耐疲労特性、耐衝撃特性の向上度を調査した。

【 0 0 5 4 】

固溶 N 量は、前記した方法により測定した。

微視組織は、C 断面（圧延方向に直交する断面）の板厚の表層10%を除く部分について、腐食現出組織の拡大像を画像解析して調査した。

引張特性と歪時効硬化特性の調査に係る引張試験は、J I S 5 号試験片を用い J I S Z 2241 に準拠した方法で行った。

【 0 0 5 5 】

歪時効処理条件は、予歪量：5 %、時効処理条件：170 °C × 20 分とした。

耐疲労特性は、J I S Z 2273 に準拠した引張疲労試験による疲労限で評価した。

耐衝撃特性は、「Journal of the Society of Materials Science Japan. 47, 10(1998)1058」に記載の高速引張試験方法に準拠して歪速度2000/sで測定した応力-歪曲線について、応力を歪0 ~ 30%の範囲で積分して求めた吸収エネルギー

で評価した。

【 0 0 5 6 】

結果を表 3 に示す。本発明例では、比較例よりも格段に高い B H、 $\Delta T S$ を呈し、また、歪時効処理による耐疲労特性、耐衝撃特性の向上代も比較例に比べて大きい。

【 0 0 5 7 】

【表 1】

鋼 No	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Al %	N %	N/Al	その他 %
1	0.07	0.25	1.80	0.015	0.003	0.012	0.0105	0.88	—
2	0.05	0.50	1.60	0.008	0.002	0.008	0.0150	1.88	—
3	0.08	0.15	2.00	0.010	0.002	0.011	0.0095	0.86	—
4	0.05	0.35	1.75	0.005	0.002	0.011	0.0120	1.09	Mo:0.15
5	0.05	0.45	1.65	0.045	0.001	0.007	0.0123	1.76	—
6	0.05	0.15	2.00	0.008	0.001	0.004	0.0140	3.50	Ti:0.015
7	0.03	0.15	2.00	0.008	0.001	0.011	0.0140	1.27	Nb:0.015, B:0.0008
8	0.05	0.15	1.55	0.004	0.003	0.011	0.0121	1.10	Ni:0.05
9	0.05	0.15	1.61	0.008	0.002	0.005	0.0118	2.36	Cu:0.10, Ni:0.05
10	0.07	0.25	1.80	0.015	0.003	0.004	0.0042	0.08	—
11	0.05	0.15	1.80	0.007	0.002	0.004	0.0140	3.50	Cu:0.15
12	0.05	0.15	1.80	0.007	0.002	0.004	0.0145	3.63	V:0.015
13	0.05	0.15	1.77	0.007	0.002	0.004	0.0142	3.55	Cr:0.15, Ti:0.015
14	0.06	0.15	1.78	0.005	0.002	0.004	0.0141	3.53	Nb:0.015, V:0.015
15	0.04	0.15	1.82	0.004	0.002	0.004	0.0139	3.48	Ni:0.05, Ti:0.015
16	0.05	0.15	1.81	0.005	0.002	0.004	0.0141	3.53	Cu:0.10, B:0.003
17	0.05	0.15	1.80	0.007	0.002	0.004	0.0140	3.50	Ca:0.0015
18	0.04	0.15	1.78	0.007	0.002	0.004	0.0141	3.53	Cu:0.10, Ca:0.002
19	0.05	0.15	1.77	0.005	0.002	0.004	0.0140	3.53	Nb:0.020, REM:0.002
20	0.05	0.15	1.81	0.006	0.002	0.004	0.0140	3.50	B:0.0003
21	0.05	0.15	1.80	0.007	0.002	0.004	0.0140	3.50	B:0.0002, REM:0.002
22	0.04	0.15	1.79	0.007	0.002	0.004	0.0141	3.53	Cr:0.10, Nb:0.02 B:0.0003, Ca:0.0015
23	0.08	0.15	2.00	0.010	0.002	0.016	0.0050	0.31	—

(残留Feおよび不可避的不純物)

特2000-046335

【0058】

【表 2】

鋼板 No	鋼 No	SRT ℃	FDT ℃	板厚 mm	Δt s	V ℃/s	CT ℃	その他
A	1	1220	880	1.6	0.2	80	520	—
B	2	1200	890	1.8	0.2	65	540	—
C	3	1150	890	1.4	0.1	75	520	—
D	4	1220	850	1.6	0.1	75	570	—
E	5	1270	850	1.8	0.2	65	580	—
F	6	1200	890	1.8	0.3	65	520	—
G	7	1100	840	2.3	0.2	55	530	—
H	8	1100	845	2.0	0.3	60	540	—
I	9	1100	850	1.8	0.4	70	530	HCR
J	10	1100	880	1.8	0.3	70	530	—
K	1	1130	840	1.8	1.5	70	540	—
L	1	1220	850	1.8	0.3	70	680	—
M	1	1220	880	1.8	0.2	70	600	—
N	1	1220	890	1.8	0.2	70	250	LV
O	1	1230	880	1.4	0.2	73	420	SK
P	11	1200	890	1.8	0.3	65	530	—
Q	12	1200	890	1.8	0.3	65	530	—
R	13	1200	890	1.8	0.3	65	530	—
S	14	1200	890	1.8	0.3	65	530	—
T	15	1200	890	1.8	0.3	65	530	—
U	16	1200	890	1.8	0.3	65	530	—
V	17	1200	890	1.8	0.3	65	530	—
W	18	1200	890	1.8	0.3	65	530	—
X	19	1200	890	1.8	0.3	65	530	—
Y	20	1200	890	1.8	0.3	65	530	—
Z	21	1200	890	1.8	0.3	65	530	—
AA	22	1200	890	1.8	0.3	65	530	—
AB	23	1150	890	1.4	0.5	40	645	—

SRT : スラブ加熱温度
 FDT : 仕上圧延出側温度
 CT : 巻取温度
 Δt : 冷却遅れ時間

V : 平均冷却速度
 HCR : スラブを温片 (900℃以上) で加熱炉に挿入
 LV : 巻取後、レベル加工 (伸び率1.5%)
 SK : 巻取後、スキンパス圧延 (圧下率2.0%)

【0059】

【表3】

鋼板 No	鋼板 固溶N %	鋼板組織			鋼板引張特性			歪時効硬化特性		耐疲労 特性 MPa	耐衝撃 特性	備 考
		相構成	V α %	d μ m	YS MPa	TS MPa	EL %	BH MPa	Δ TS MPa			
A	0.0071	F, P, B	85	8.2	351	474	38	113	55	95	1.18	本発明例
B	0.0121	F, P, B	90	8.4	368	469	36	110	52	90	1.15	本発明例
C	0.0060	F, B	85	7.9	355	512	35	115	61	97	1.19	本発明例
D	0.0082	F, B	87	7.8	365	532	34	115	63	98	1.18	本発明例
E	0.0112	F, P, B	92	8.1	338	485	37	108	55	94	1.16	本発明例
F	0.0075	F, B	85	7.4	353	508	36	92	62	98	1.19	本発明例
G	0.0088	F, B	83	5.9	411	610	31	112	74	101	1.19	本発明例
H	0.0084	F, P	93	7.8	326	465	37	108	52	88	1.15	本発明例
I	0.0102	F, B	88	8.3	331	475	38	105	55	89	1.13	本発明例
J	0.0002	F, P, B	85	8.4	334	454	37	22	5	0	1.00	比較例
K	0.0008	F, P, B	90	10.8	332	434	38	32	15	20	1.01	比較例
L	0.0005	F, P	95	11.0	295	411	38	10	12	18	0.99	比較例
M	0.0065	F, P, B	86	8.3	348	468	38	110	50	93	1.13	本発明例
N	0.0100	F, M	83	7.9	363	605	34	155	105	125	1.25	本発明例
O	0.0105	F, M, B	86	7.6	355	481	37	118	63	112	1.20	本発明例
P	0.0095	F, B	85	7.7	361	485	38	120	69	105	1.21	本発明例
Q	0.0093	F, B	87	7.4	371	480	36	118	59	98	1.18	本発明例
R	0.0082	F, B, M	82	6.5	365	505	38	119	71	102	1.18	本発明例
S	0.0075	F, B	82	6.3	381	485	37	119	69	103	1.20	本発明例
T	0.0085	F, B	85	6.5	359	479	38	115	56	99	1.19	本発明例
U	0.0072	F, B	84	7.2	358	480	38	115	57	98	1.18	本発明例
V	0.0098	F, B	85	8.1	355	475	39	102	65	101	1.19	本発明例
W	0.0101	F, B	83	8.0	365	480	38	113	69	104	1.18	本発明例
X	0.0095	F, B	81	5.9	480	510	36	119	75	102	1.19	本発明例
Y	0.0120	F, B	85	7.1	355	475	39	115	59	99	1.19	本発明例
Z	0.0115	F, B	85	7.2	360	479	38	115	61	102	1.18	本発明例
AA	0.0115	F, B	82	5.8	369	525	37	118	65	109	1.19	本発明例
AB	0.0011	F, P, B	85	9.5	368	471	36	99	53	88	1.18	本発明例

F: フェライト
P: パーライト
B: ベイナイト
M: マルテンサイト

V α : フェライト相の面積率

d: フェライト相の相の平均結晶粒径

耐疲労特性 = (歪時効材の疲労限) - (熱延まま材の疲労限)

耐衝撃特性 = (歪時効材の吸収エネルギー) / (熱延まま材の吸収エネルギー)

【0060】

なお、No. C, D の鋼板に溶融亜鉛めっきを施して製造しためっき鋼板の特性は、めっき前と略同程度であった。

(実施例 2)

表 4 に示す組成になる鋼を、実施例 1 と同様の方法でスラブとなし、該スラブを表 5 に示す条件で熱間圧延して、固溶 N 量を大きく違えた熱延鋼板 (板厚 1.6 mm) を得た。このとき、仕上圧延では、その入側で相前後する 25mm 厚みのシートバー同士を溶融圧接法で接合し、連続的にタンデム圧延した。また、粗圧延と仕上圧延の間で誘導加熱方式のシートバーエッジヒータとシートバーヒータを使用してシートバー温度調整を行った。得られた熱延鋼板について、実施例 1 と同様の調査を行った。

【 0 0 6 1 】

結果を表 6 に示す。いずれの鋼においても歪時効硬化特性が高位に安定していることがわかる。また、この実施例 2 では、連続圧延とシートバー温度調整の実施により、板厚精度および形状が実施例 1 よりも向上した。さらに、前後のシートバー同士を接合して仕上圧延を連続化しているので、1 本のシートバーについての圧延条件、冷却条件を長手方向全長にわたり均一にでき、その結果、鋼板全長にわたって安定した歪時効硬化特性を有していることを確認した。

【 0 0 6 2 】

【表 4】

鋼 No.	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Al %	N %	N/Al	その他 %
24	0.08	0.35	1.55	0.009	0.002	0.012	0.0135	1.11	-

(残部Feおよび不可避免的不純物)

【 0 0 6 3 】

【表 5】

鋼板 No.	鋼 No.	S R T ℃	F D T ℃	板厚 mm	Δt s	V ℃/s	C T ℃	その他	備 考
AC	11	1280	920	1.6	0.2	95	480	連続圧延	本発明例
AD	11	1220	890	1.6	0.2	65	520	連続圧延	本発明例
AE	11	1180	925	1.6	0.1	100	520	連続圧延	本発明例

【 0 0 6 4 】

【表 6】

鋼板 No	鋼板 固溶 N %	鋼板組織			鋼板引張特性			歪時効硬化特性		耐疲労 特性 MPa	耐衝撃 特性	備 考
		相構成	V α %	d μ m	YS MPa	TS MPa	El %	BH MPa	Δ TS MPa			
AC	0.0095	F.P.B	88	8.1	351	474	38	115	58	95	1.19	本発明例
AD	0.0092	F.P.B	89	8.3	368	469	37	110	52	90	1.15	本発明例
AE	0.0088	F.P.B	85	7.6	364	495	37	115	65	100	1.18	本発明例

【0065】

(実施例 3)

表 3 の No. A, N, J の鋼板について、予歪量を 5 % とし、時効処理条件を種々変えて BH、 Δ TS を調査した。結果を図 1 に示す。本発明例 (A、N) では、低温・短時間の時効処理で、比較例 (J) よりも格段に大きく硬化し、本発明

鋼板が優れた歪時効硬化特性を有することが明らかである。また、本発明例 A、N は 100 ～ 300 ℃ × 30 秒 ～ 20 分という広範囲な歪時効処理条件で、優れた歪時効硬化特性を有することがわかる。

【 0 0 6 6 】

【発明の効果】

本発明の高張力熱延鋼板は、固溶 N を適切に活用したことにより、T S 440MPa 以上の母板強度特性を有し、歪時効処理された後に、B H 80MPa 以上、 Δ T S 40 MPa 以上を安定してクリアできる優れた歪時効硬化特性を有し、また、めっき後も同様の特性を有し、しかも形状を乱さず安価に熱延製造できて、自動車部品用鋼板の板厚を例えば 2.0mm 程度から 1.6 mm 程度へと 1 グレード低減することができ、自動車車体の軽量化推進に大きく寄与するという優れた効果を奏する。

【図面の簡単な説明】

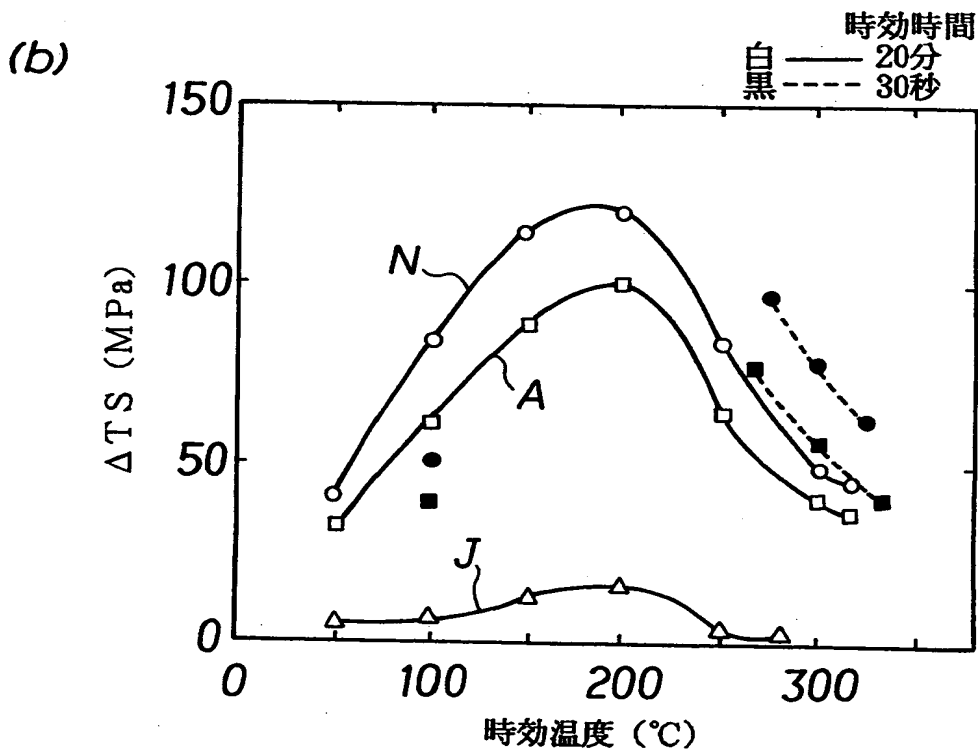
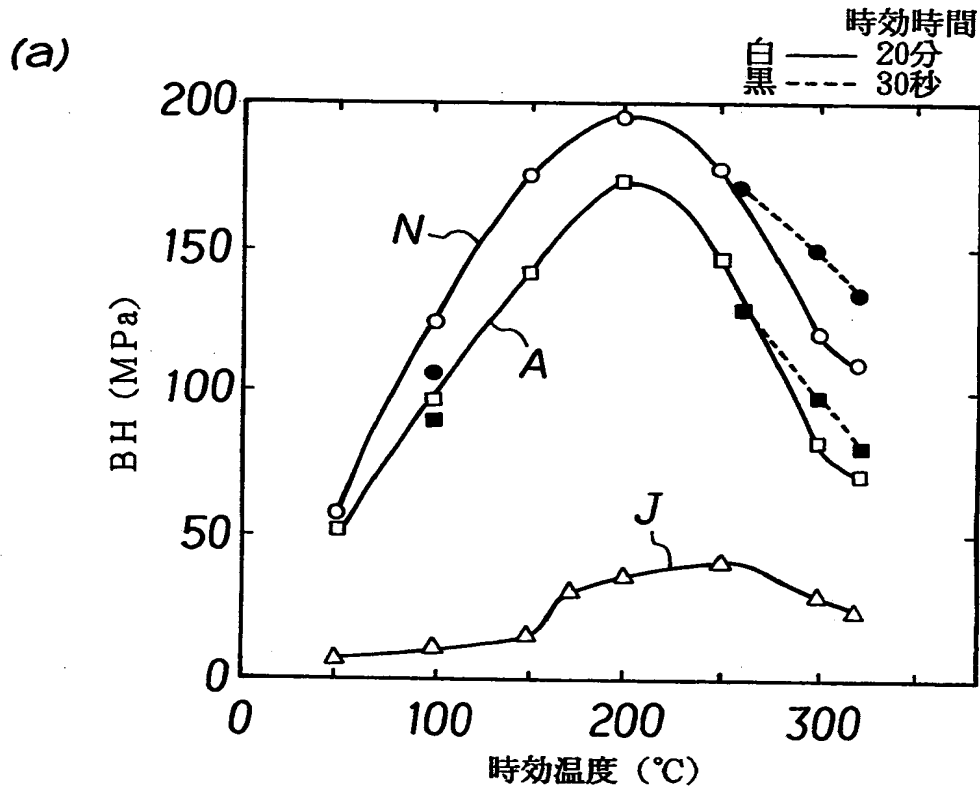
【図 1】

本発明例と比較例の歪時効硬化特性を対比して示すグラフである。

特 2 0 0 0 - 0 4 6 3 3 5

【書類名】 図面

【図 1】



【書類名】 要約書

【要 約】

【課 題】 高い成形性と安定した品質特性を有するうえ、自動車部品に成形したのちに十分な自動車部品強度が得られ、自動車車体の軽量化に十分に寄与できる、歪時効硬化特性に優れた高張力熱延鋼板およびこれら鋼板を工業的に安価に、かつ形状を乱さずに製造できる製造方法を提供する。

【解決手段】 C : 0.15%以下、Si : 2.0 %以下、Mn : 3.0 %以下、P : 0.08%以下、S : 0.02%以下、Al : 0.02%以下、N : 0.0050~0.0250%を含み、N/Alが0.3 以上になる鋼を、スラブ加熱温度 : 1000℃以上、仕上圧延出側温度 : 800℃以上、圧延後冷却 : 圧延後0.5 秒以内に開始する冷却速度20℃/s以上の水冷、巻取温度 : 650℃以下の条件で熱間圧延して製造した鋼板であって、固溶N : 0.0010%以上を含有し、かつ、平均結晶粒径10 μ m以下のフェライト相が面積率50%以上を占める組織を有する引張強さ440MPa以上の高張力熱延鋼板。

【選択図】 図 1

出 願 人 履 歴 情 報

識別番号 [000001258]

1. 変更年月日 1990年 8月13日

[変更理由] 新規登録

住 所 兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号
氏 名 川崎製鉄株式会社